



中国有色金属学报  
*The Chinese Journal of Nonferrous Metals*  
ISSN 1004-0609, CN 43-1238/TG

## 《中国有色金属学报》网络首发论文

题目: 激光重熔热障涂层 TGO 生长与抗高温氧化机制  
作者: 安国升, 李文生, 冯力, 成波, 李子钰, 周兰, 王智平  
网络首发日期: 2021-11-11  
引用格式: 安国升, 李文生, 冯力, 成波, 李子钰, 周兰, 王智平. 激光重熔热障涂层 TGO 生长与抗高温氧化机制[J/OL]. 中国有色金属学报.  
<https://kns.cnki.net/kcms/detail/43.1238.TG.20211110.1152.002.html>



**网络首发:** 在编辑部工作流程中, 稿件从录用到出版要经历录用定稿、排版定稿、整期汇编定稿等阶段。录用定稿指内容已经确定, 且通过同行评议、主编终审同意刊用的稿件。排版定稿指录用定稿按照期刊特定版式(包括网络呈现版式)排版后的稿件, 可暂不确定出版年、卷、期和页码。整期汇编定稿指出版年、卷、期、页码均已确定的印刷或数字出版的整期汇编稿件。录用定稿网络首发稿件内容必须符合《出版管理条例》和《期刊出版管理规定》的有关规定; 学术研究成果具有创新性、科学性和先进性, 符合编辑部对刊文的录用要求, 不存在学术不端行为及其他侵权行为; 稿件内容应基本符合国家有关书刊编辑、出版的技术标准, 正确使用和统一规范语言文字、符号、数字、外文字母、法定计量单位及地图标注等。为确保录用定稿网络首发的严肃性, 录用定稿一经发布, 不得修改论文题目、作者、机构名称和学术内容, 只可基于编辑规范进行少量文字的修改。

**出版确认:** 纸质期刊编辑部通过与《中国学术期刊(光盘版)》电子杂志社有限公司签约, 在《中国学术期刊(网络版)》出版传播平台上创办与纸质期刊内容一致的网络版, 以单篇或整期出版形式, 在印刷出版之前刊发论文的录用定稿、排版定稿、整期汇编定稿。因为《中国学术期刊(网络版)》是国家新闻出版广电总局批准的网络连续型出版物(ISSN 2096-4188, CN 11-6037/Z), 所以签约期刊的网络版上网络首发论文视为正式出版。

DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42411

# 激光重熔热障涂层 TGO 生长与抗高温氧化机制

安国升<sup>1,2</sup>, 李文生<sup>1,2</sup>, 冯力<sup>1,2</sup>, 成波<sup>1,2</sup>, 李子钰<sup>2</sup>, 周兰<sup>3</sup>, 王智平<sup>2</sup>

(1. 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050;

2. 兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050;

3. 兰州理工大学机电工程学院, 甘肃 兰州 730050)

**摘要:** 激光重熔是提高热障涂层(TBC)陶瓷层致密度进而减少氧气传输通道的有效途径。

本文将 TBC 陶瓷层表面进行激光重熔, 通过 1100 °C 高温氧化试验, 研究重熔层对 TBC 热生长氧化物(TGO)的影响规律, 从减少氧气渗透的角度阐明了激光重熔对提高 TBC 抗高温氧化性能的作用机理。结果表明, 喷涂态(AS)、重熔态(LR) TBC 的 TGO 厚度及氧化增重均随氧化时间的延长而增长。重熔层能消除部分喷涂缺陷、降低陶瓷层表面粗糙度, 减少涂层与氧气的接触面积。经过激光重熔的陶瓷层更加致密, 促使层内粒子间隙愈合, 而且重熔层的裂纹通过缩小甚至闭合提高了 LR-TBC 的应变容限, 从而抑制了 LR-TBC 中氧通过孔隙与裂纹向粘接层的渗透, 延缓了氧化中后期 TGO 的生长, 使其直至氧化结束始终保持单一 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层的 TGO 结构。最终, LR-TBC 的抛物线氧化速率 K<sub>p</sub> 相比 AS-TBC 下降了 9.00%。

**关键词:** 激光重熔; 热障涂层; 热生长氧化物; 高温氧化

**中图分类号:** TG174.4 **文献标志码:** A

## 1 引言

镍基合金凭借其优异的性能已经广泛应用于航空发动机燃烧室、涡轮叶片等热端部件<sup>[1]</sup>, 但是发动机要获得更大的推重比, 其涡轮前进口温度必然不断提高, 因此仅仅依靠镍基合金本身的承温能力已经难以满足日益增长的需求。而在镍基合金表面涂覆热障涂层(Thermal barrier coating, TBC), 成为有效提高热端部件高温工况使用寿命的有效途径<sup>[2]</sup>。作为现代高

---

**基金项目:** 国家重点研发计划国际科技合作项目(2016YFE0111400), 丝绸之路经济带金属表面工程技术国际科技合作基地(2017DO1003), 国家自然科学基金(51901093, 52075234)

**通信作者:** 李文生 教授, 博士; 电话: 0931-2976706; E-mail: liws@lut.edu.cn

性能航空发动机涡轮叶片制造的三大关键技术之一<sup>[3]</sup>, TBC 可实现有效降温 50-300K<sup>[4]</sup>, 大幅提高了热端部件的工作效率与使用寿命<sup>[5-7]</sup>。典型的 TBC 由陶瓷层、热生长氧化物层 (Thermally grown oxide, TGO)、粘接层与镍基合金基体组成<sup>[8-12]</sup>。目前, TBC 陶瓷层与粘接层最理想的材料分别为 YSZ ( $Y_2O_3$  部分稳定  $ZrO_2$ )<sup>[13-14]</sup>与 NiCoCrAlY<sup>[15]</sup>; 而位于陶瓷层与粘接层界面处的 TGO 是 TBC 在高温工况下不可避免产生的氧化物层, 由于其热膨胀系数与陶瓷层存在较大差异, 高温工况下持续增厚的 TGO 层将引起热失配应力不断累积, 极易造成陶瓷层剥落<sup>[16]</sup>。TGO 的过度生长已成为导致 TBC 失效的主要因素之一。

TGO 层的增厚源于氧气与粘接层中金属元素发生的氧化反应, 与限制  $Al^{3+}$ 、 $Ni^{2+}$ 与  $Co^{2+}$ 等在粘接层的扩散相比, 显然抑制外界氧气在陶瓷层的渗透, 阻碍其到达反应界面更加易于实现。氧在陶瓷层的传播形式主要包括气体渗透与离子扩散<sup>[17]</sup>, Fox<sup>[18]</sup>等研究表明, 当 TBC 工作温度在 1100 °C - 1150 °C, YSZ 层厚度为 250  $\mu m$  时, 通过气体渗透方式参与反应的氧气数量是离子扩散的 6.6 倍。由此可见, 抑制 TBC 中的氧气渗透是提高 TBC 抗高温氧化性能, 延长涂层使用寿命的有效途径。

大气等离子喷涂 (Atmospheric plasma spraying, APS) 凭借低成本与高效率的特点, 成为应用最广泛的 TBC 制备技术<sup>[19]</sup>。但是, 通过 APS 制备的 TBC 陶瓷层均呈现有利于氧气渗透的层状结构。因为在 APS 制备过程中, 陶瓷粒子急速的冷却、凝固会产生体积收缩, 在造成包含细微裂纹与孔隙的层状结构出现的同时, 扁平粒子间隙也会贮藏部分气体。当在 TBC 高温工况下, 这些微裂纹与孔隙不仅为氧气的渗透提供了便捷通道, 而且贮藏扁平粒子间隙的气体也通过陶瓷层裂纹的发展与合并逐步渗透到反应界面, 从而促进了 TGO 的快速生长。

针对以上问题, 众多学者提出采用激光重熔 YSZ 陶瓷层以减少 APS 缺陷, 进而提高 TBC 服役性能的方法。Yi 等<sup>[20]</sup>通过试验与模拟结合的手段分析了激光重熔 YSZ 陶瓷层的工艺参数、裂纹扩展与应力分布情况, 结果表明: 激光功率为 1500 W, 扫描速度为 9 mm/s 时, 所获重熔层残余应力与裂纹最少。Morks 等<sup>[21]</sup>发现重熔层晶粒尺寸范围在 2-9  $\mu m$  时, 晶粒尺寸与涂层硬度均随着激光功率的增长而增长。Pakseresht<sup>[22]</sup>与 Feng 等人<sup>[23]</sup>的研究表明激光重熔处理能够提高传统 TBC 的高温耐腐蚀性能, 降低涂层中 TGO 生长应力与热失配应力。Ghasemi 等<sup>[24]</sup>发现激光重熔前后的 TBC 物相组成相同, 且重熔后 TBC 隔热性能较喷涂态 TBC 有所下降。综上所述, 激光重熔处理有益于提高 TBC 服役性能。但是, 目前相关研究主要集中在重熔工艺、应力分布与耐腐蚀性能等方面, 对于由激光重熔引起的 TBC 陶瓷层微观结构改变, 进而对 TGO 生长规律的影响尚不明确。因此, 为了实现激光重熔 TBC

的工程化应用，有必要进一步开展其抗高温氧化机理的研究。

文中主要研究了激光重熔对 APS 制备 TBC 陶瓷层微观结构的影响，分析了高温氧化过程中 TGO 的生长与演变规律。通过激光重熔 TBC 产生减少氧气渗透、抑制 TGO 生长的有益作用，旨在提高重熔 TBC 的抗高温氧化性能。

## 2 试验材料与方法

本试验粘接层粉末为商用 NiCoCrAlY (Amdry 365-2)，粒径为  $(75\pm 45\ \mu\text{m})$ ；陶瓷层粉末为商用 YSZ (METCO 204B-NS)，粒径为  $(75\pm 38)\ \mu\text{m}$ ；并以加工尺寸为  $\phi 25.4\ \text{mm} \times 3\ \text{mm}$  的 Inconel 738 作为基体材料。粘接层通过俄罗斯爆炸喷涂 (АДМ-4Д) 制备，其喷涂参数如表 1 所示，爆炸喷涂制备粘接层的技术优势在于能够精准控制气体氧燃比<sup>[25]</sup>，使涂层具有更高的结合强度；陶瓷层采用国产 APS (GP-80，九江) 制备，其喷涂参数如表 2 所示；随后利用光纤激光器 (IPG YLS-4000) 对喷涂 YSZ 表面进行激光重熔处理，其重熔参数如表 3 所示。由此得到如图 1 所示的喷涂态 (As-sprayed, AS) 与重熔态 (Laser remelted, LR) TBC 系统。

表 1 爆炸喷涂工艺参数<sup>[17]</sup>

Table 1 Parameters of detonation gun spraying<sup>[17]</sup>

Coating	Movement speed of gun (m/min)	Frequency (Hz)	C <sub>2</sub> H <sub>2</sub> flow (L/min)	O <sub>2</sub> flow (L/min)	Spray distance (mm)
NiCoCrAlY	10	4	20	5.5	180

表 2 大气等离子喷涂工艺参数<sup>[17]</sup>

Table 2 Parameters of atmospheric plasma spraying<sup>[17]</sup>

Coating	Arc current (A)	Arc voltage (V)	Argon flow rates (L/min)	Hydrogen flow rates(L/min)	Spray distance (mm)
YSZ	650	60	60	5.5	80

表 3 YSZ 层激光重熔工艺参数

**Table 3** Parameters of laser remelting

Power (W)	Scanning speed (mm/s)	Overlap rate (%)	Spot diameter (mm)
400	50	50	3

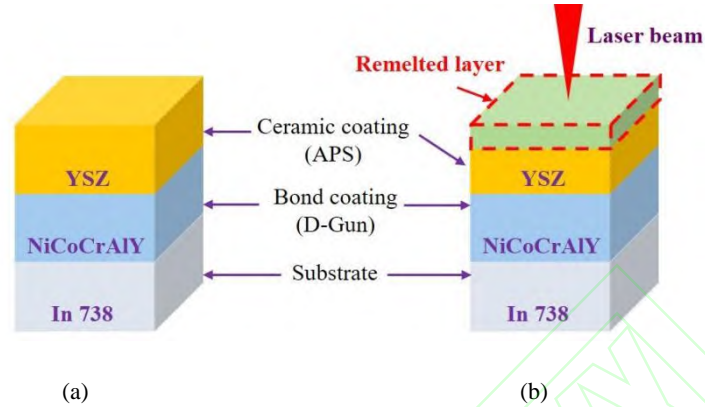


图1 YSZ热障涂层系统 (a) 喷涂态 (AS); (b) 重熔态 (LR)

**Fig. 1** The YSZ TBC system (a) as-sprayed (AS); (b) laser remelted (LR)

将得到的 AS-TBC 与 LR-TBC 投入马弗炉进行 1100 °C 高温氧化试验, 氧化时间分别为 10、25、50 与 100 小时, 升温与降温时间均设置为 10 °C/min。每个时间节点设置 3 个平行样品, 通过电子天平 (精度 0.1 mg, Mettler Toledo) 计算氧化增重。

涂层微观形貌与元素分布采用带有 X 射线能谱仪 (EDS) 的扫描电子显微镜 (SEM, Quanta FEG 450) 获取; 采用 D/MAX2500PC 型 X 射线衍射仪 (XRD) 对涂层表面进行相结构分析; 涂层表面粗糙度由激光共聚焦显微镜 (LSCM, Zeiss LSM 800) 测定; 不同氧化时间 TGO 生长厚度与陶瓷层孔隙率均通过图像分析软件 (Image-Pro Plus 6.0), 统计并计算 10 张 SEM 截面图的比例平均值获得。

### 3 分析与讨论

#### 3.1 沉积态微观形貌

图 2 显示了氧化前 AS-TBC 与 LR-TBC 的微观形貌。如图 2 (a) 所示, AS-TBC 由厚度均为  $(100 \pm 20) \mu\text{m}$  的 YSZ 陶瓷层、NiCoCrAlY 粘接层, 以及 Inconel 738 基体组成。其截面的孔隙与层状结构都是 APS 制备涂层时的典型特征, 因为在喷涂过程中, 熔融或半熔融状态的陶瓷粉末首先以  $200\text{-}600 \text{ m/s}$ <sup>[26]</sup> 的高速连续撞击粘接层表面形成扁平粒子的堆叠, 然

后再以  $106 - 107 \text{ K/s}^{[27]}$  的冷却速度快速凝固。粒子的层层堆叠即为涂层不断增厚的过程，这是层状结构产生的根源；同时，部分半熔融粒子的不完全堆叠导致层状结构之间产生孔隙<sup>[28]</sup>。而在涂层表面，这种不完全堆叠则体现为凸起与孔洞，使得 YSZ 表面粗糙度达到  $5.28 \mu\text{m}$ ，如图 2 (b) 所示。较大的表面粗糙度显著增加了氧化时涂层与氧气的接触面积，将影响 TBC 使用寿命。

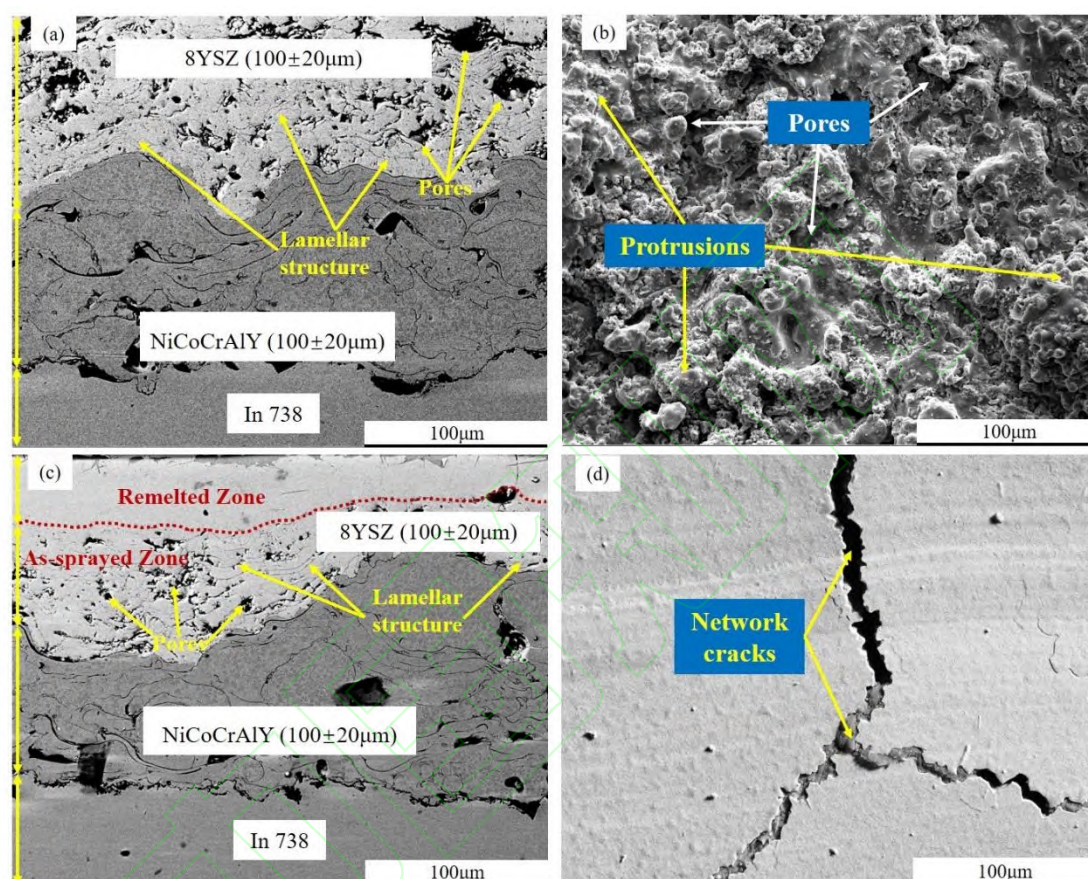


图2 氧化前AS-TBC与LR-TBC微观形貌 (a)、(b) 分别为AS-TBC截面与表面形貌；(c)、(d) 分别为LR-TBC截面与表面形貌

**Fig. 2** Microstructural morphology of the AS-TBC and the LR-TBC before oxidation (a) and (b) are cross-section and surface morphology of the AS-TBC, respectively; (c) and (d) are cross-section and surface morphology of the LR-TBC, respectively

经过激光重熔处理的LR-TBC，具有与AS-TBC相同的组成与涂层厚度，且YSZ层未重熔区域同样呈现孔隙与层状结构的特征，而重熔区域则明显更加致密，如图2 (c) 所示。但是，激光重熔消除了YSZ层原有的表面喷涂缺陷，使其表面粗糙度仅为  $1.62 \mu\text{m}$ ，这将大大减少重熔YSZ层与氧气的接触面积，有助于提高TBC的抗高温氧化性能。此外，由于重熔过程极高速的热能输入与冷却<sup>[29]</sup>，重熔YSZ层表面出现了能够提高TBC应变容限的网状裂纹<sup>[30]</sup>，

如图2(d)所示。更重要的是,激光重熔使得陶瓷层孔隙率由AS-TBC的13.20%下降到LR-TBC的4.20%,如图3所示。这将显著减少氧气在LR-TBC的渗透通道,从而推迟氧化反应时间,延长涂层使用寿命。此外,激光重熔处理并没有改变YSZ层表面物相,如图4所示。

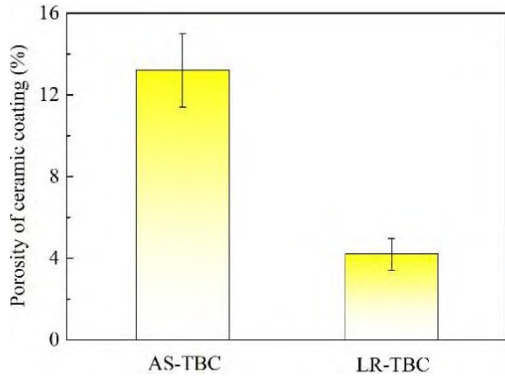


图3 沉积态与重熔态 TBC 陶瓷层孔隙率

Fig. 3 Ceramic coating porosity of the AS-TBC and the LR-TBC

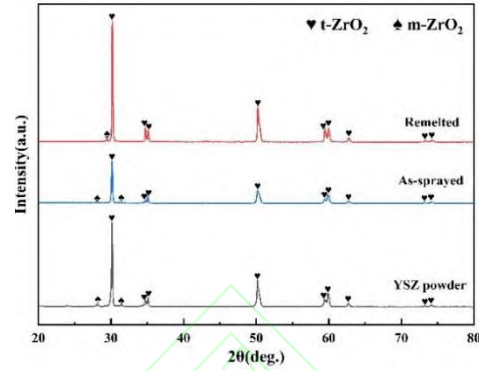
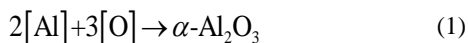


图4 YSZ 涂层重熔前后及其粉末 XRD 图谱

Fig. 4 Phase structure of YSZ powder and coating before and after laser remelted

### 3.2 TGO 的形成与生长

图5展示了1100 °C氧化10 h时AS-TBC与LR-TBC的微观形貌与元素分布情况。如图5(a)所示,虽然经过10 h氧化的AS-TBC截面仍然保持有孔隙的层状结构,但是在其陶瓷层/粘接层界面出现一层厚度为1.57 μm黑色致密氧化物,其放大形貌如图5(b)所示。结合EDS结果、与已有文献<sup>[17,31-35]</sup>分析可知,该氧化层为Al、O元素高度重叠区域,即形成TGO的初始氧化物——Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>,如图5(c)所示。因为APS制备的TBC陶瓷层不但有孔隙、突起及裂纹的缺陷,而且YSZ晶格本身也具有氧空位。所以,空气中的氧气既能从涂层外部通过APS缺陷渗透到达涂层内部(气体渗透),同时游离在YSZ内部的氧离子也能通过扩散或者离散跃迁的方式到达反应位置(离子扩散)<sup>[36]</sup>。于是,造成大量O<sup>2-</sup>在陶瓷层/粘接层界面聚集。而Al<sup>3+</sup>在粘接层的金属元素当中,与O<sup>2-</sup>的亲势最高(1675.7kJ/mol<sup>[36]</sup>),且TGO的生成吉布斯自由能均为负值,这就为氧化产物的自发形成提供了热力学条件<sup>[37]</sup>。所以,Al<sup>3+</sup>将首先与O<sup>2-</sup>反应生成Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>,其方程式为<sup>[38]</sup>:



与此同时,由于Al的消耗,在粘接层靠近Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>的区域出现了贫Al区,如图5(b)红色虚线所示。而在红色虚线以下的非贫Al区,根据图5(c)EDS结果显示,深灰色斑点状位置均为Ni与Al元素的富集区域,说明粘接层中仍然有大量β-NiAl<sup>[39]</sup>相存在。

图5(d)展示了经过10 h氧化的LR-TBC截面形貌。可以看出,重熔层不但有明显的

垂直裂纹存在，且仍旧保持较高的致密度；而未熔的陶瓷层与 AS-TBC 具有相似的层状结构。同样，在 LR-TBC 陶瓷层/粘接层界面处出现黑色致密的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  层，但其厚度达到  $2.39\ \mu\text{m}$ ，如图 5 (e) 所示；此外，粘接层中呈现更少的  $\beta\text{-NiAl}$  与相应更多的贫 Al 区域。这说明：在氧化 0 h-10 h 阶段，LR-TBC 的 TGO 生长速率更大。图 5 (f) 是图 5 (e) 中绿色实线的线扫描结果，粘接层、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  层及陶瓷层分别位于线扫描 X 轴 0-7.9  $\mu\text{m}$ 、7.9-10.3  $\mu\text{m}$  及 10.3-22.9  $\mu\text{m}$  区域。值得注意的是，在粘接层内部（即 X 轴 0.7-4.4  $\mu\text{m}$  区域），还有少量的  $\beta\text{-NiAl}$  与  $\text{Al}_2\text{O}_3$  存在，结合图 5 (e) 中绿色实线位置可以发现，LR-TBC 粘接层内部的贫 Al 区域已经发生了微弱的内氧化，进一步说明 LR-TBC 在前 10 h 的氧化速率比 AS-TBC 更高。

在粘接层成分、结构相同，即两组 TBC 为氧化反应提供的  $\text{Al}^{3+}$  相同的前提下， $\text{O}^{2-}$  参与反应的多少直接决定了氧化速率。而更大的 TGO 厚度、更多的贫 Al 区域与粘接层内氧化都说明，在氧化前 10 h，LR-TBC 内部有相比 AS-TBC 中更多  $\text{O}^{2-}$  到达陶瓷层/粘接层界面参与氧化反应。由于重熔前后，两组 TBC 的陶瓷层成分及物相组成均相同，因此氧的离子扩散在两组 YSZ 层应该是相同的。而根本原因在于气体渗透的不同，尽管 AS-TBC 存在孔洞、突起等喷涂缺陷为氧气的渗透提供了通道，但是  $\text{O}^{2-}$  在 LR-TBC 可以通过重熔层的网状裂纹与垂直裂纹更直接地到达陶瓷层/粘接层界面参与氧化反应，导致在前 10 h 的高温氧化过程中，LR-TBC 呈现更大的 TGO 厚度与更快的氧化速率。

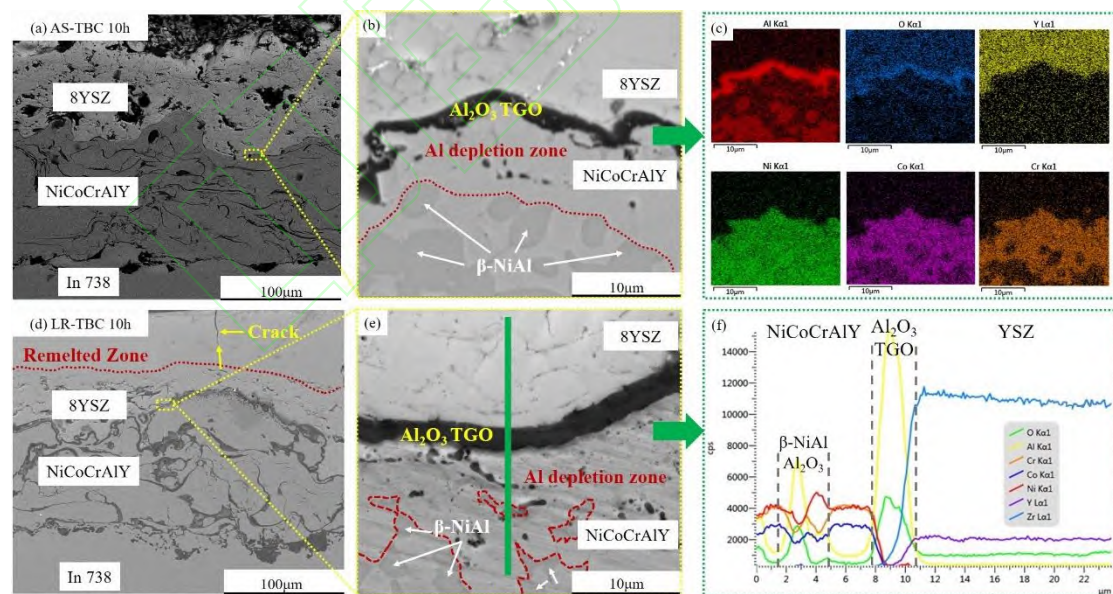


图5 AS-TBC与LR-TBC经过1100 °C氧化10 h时微观形貌与元素分布(a)为氧化10 h时AS-TBC截面形貌；(b)为(a)中TGO形貌放大图；(c)为(b)图面扫描分析结果；(d)为氧化10 h时LR-TBC截面形貌；(e)为(d)中TGO形貌放大图；(f)为(e)图中绿色实线线扫描分析结果

Fig. 5 Microstructural morphology and elements distribution of the AS-TBC and the LR-TBC after oxidized at



1100 °C for 10 h (a) cross-section of the AS-TBC after oxidation for 10 h; (b) amplified TGO morphology in (a); (c) EDS mapping image of (b); (d) cross-section of the LR-TBC after oxidation for 10 h; (e) amplified TGO morphology in (d); (f) EDS line-scan profile along the green line marked in (e)

当 1100 °C 高温氧化进行到 25 h 时，虽然 AS-TBC 与 LR-TBC 的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  层厚度均有所增长，分别达到 2.45  $\mu\text{m}$  与 2.63  $\mu\text{m}$ ，且相比氧化 10 h 时，AS-TBC 与 LR-TBC 的 TGO 厚度增幅分别达到 56.05% 与 10.04%，如图 6 (a) (b) 所示。但是，AS-TBC 的 TGO 生长在 10 h-25 h 时间段内相比 LR-TBC 更快。这源于经过持续氧化以后，氧气渗透速率在 AS-TBC 与 LR-TBC 中分别呈现加速与减速的不同趋势。高温氧化过程中来自于粘接层、TGO 与陶瓷层三者的热失配应力<sup>[40]</sup>，以及由 TGO 生长造成的热应力不断积累<sup>[12]</sup>，导致陶瓷层中产生微小的水平裂纹。在 AS-TBC 中，这些水平裂纹的生长遇到层状结构能够与之合并，使得裂纹尺寸延长，这有利于氧气通过 YSZ 层继续渗透；而且 AS-TBC 的表面喷涂缺陷会随着氧化时间的延长、氧气穿透量的加大遭到破坏，增大表面凸起与孔隙的尺寸，从而增加氧气渗透的通道。所以，氧气渗透速率在 AS-TBC 中呈现加速的趋势。而在 LR-TBC 中，由于已有的网状裂纹与垂直裂纹提供了相比 AS-TBC 更大的应变容限，通过裂纹的缩小、甚至闭合，不但缓解部分热应力，抑制水平裂纹的扩展，使其保持相对较小的尺寸，有利于减少氧气渗透；同时重熔层闭合的裂纹也减少了氧气直接渗透的通道。因此，氧气在陶瓷层中的渗透速率明显减缓，LR-TBC 的 TGO 厚度增幅较小。当然，在整个 25 h 的氧化周期内，两组 TBC 都有大量  $\text{Al}^{3+}$  参与反应，所以此时的  $\beta\text{-NiAl}$  相比 10 h 都显著减少，SEM 视野范围内的粘接层几乎都已经成为贫 Al 层。

表 4 TBC 部分元素在氧化物中的扩散系数 ( $\text{cm}^2/\text{s}$ , 1100 °C) <sup>[36]</sup>

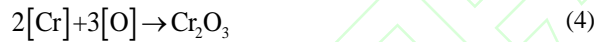
Table 4 Diffusion coefficient of TBC elements in oxides <sup>[36]</sup>

Elements	$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	$\text{Cr}_2\text{O}_3$	NiO	$\text{Ni}(\text{Al},\text{Cr})_2\text{O}_4$
O	$3.236 \times 10^{-22}$	$1.331 \times 10^{-15}$	$4.294 \times 10^{-13}$	$6.493 \times 10^{-13}$
Al	$2.175 \times 10^{-18}$	$6.012 \times 10^{-17}$	$9.786 \times 10^{-17}$	$1.258 \times 10^{-16}$
Cr	$5.711 \times 10^{-17}$	$2.575 \times 10^{-11}$	$5.321 \times 10^{-11}$	$2.091 \times 10^{-12}$
Ni	$1.137 \times 10^{-17}$	$3.456 \times 10^{-12}$	$9.876 \times 10^{-12}$	$2.987 \times 10^{-13}$

当 1100 °C 高温氧化进行到 50 h 时，AS-TBC 与 LR-TBC 的 TGO 形貌仍然呈现持续增厚的黑色致密状，如图 6 (c) (d) 所示，但是增幅相比之前显著减小。这是因为两组 TBC 均已形成稳定致密的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  层，而 O 及粘接层的金属元素在  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  中扩散系数最低，如表

4 所示<sup>[36]</sup>，所以两组 TBC 的氧化速率均有所下降。但是 LR-TBC 陶瓷层保持裂纹缩小、闭合，低粗糙度与低孔隙率，以致减少氧气渗透的状态。因此，经过 50 h 氧化后，LR-TBC 能够持续较低的氧化速率，而 AS-TBC 中随着氧化时间的延长，氧气渗透通道逐步增多，导致 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层厚度达到 3.04 μm，超过 LR-TBC 的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层厚度 2.85 μm。此时，两组 TBC 的粘接层在 SEM 视野范围内都已经完全呈现贫 Al 的状态，说明经过 50 h 氧化，两组粘接层中的 Al 元素都有大量消耗。

当 1100 °C 高温氧化进行到 100 h 时，AS-TBC 中 TGO 区域呈现明显的上层灰色（2.43 μm）、下层黑色（3.30 μm）的双层结构，总厚度达到 5.73 μm，如图 6（e）所示。通过点 a 的扫描结果发现，上层区域为尖晶石混合氧化物层<sup>[12]</sup>，说明前期氧化已经使得粘接层中 Al<sup>3+</sup> 含量降到很低水平，不足以完全消耗到达陶瓷层/粘接层界面的 O<sup>2-</sup>，所以粘接层中的 Ni<sup>2+</sup>、Co<sup>2+</sup> 与 Cr<sup>3+</sup> 将会扩散通过已有的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层，开始参与氧化反应，并生成单质氧化物<sup>[37,41]</sup>：



然后，单质氧化物与已有的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层继续反应生成尖晶石混合氧化物<sup>[37,42]</sup>：

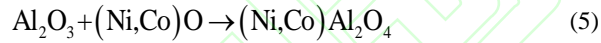


表 5 TBC 粘接层金属元素的 PBR<sup>[43]</sup>

Table 5 PBR of the metallic elements in TBC bond coating<sup>[43]</sup>

	Ni→NiO	Co→CoO	Cr→Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al→Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Ni, Cr→NiCr <sub>2</sub> O <sub>4</sub>
PBR	1.65	1.86	2.07	1.28	2.05

在尖晶石形成过程中，TGO 中原有的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层因参与反应导致其产生内部孔洞，如图 6（e）所示，这将有利于粘接层金属离子通过 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层的快速扩散；而尖晶石本身具有疏松多孔的特性，并且氧与粘接层金属离子在混合氧化物中具有较高的扩散系数，如表 4 所示。因此，尖晶石混合氧化物一旦形成将迅速生长。此外，纯金属或合金转变为氧化物通常伴随着体积变化，用 Pilling-Bedworth ratio (PBR) 来表征<sup>[44]</sup>，而 Ni, Co, Cr 及 Al 氧化后的 PBR 值均大于 1<sup>[43]</sup>，如表 5 所示。说明 TGO 中氧化物的持续生长将导致 TBC 体积加速膨胀、氧化层中的压应力不断集中，使得陶瓷层裂纹持续扩展，最终引起 TBC 失效。

但是 LR-TBC 的 TGO 结构经过 100 h 高温氧化仍然保持单一的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  层，如图 6 (f) 点 b 扫描结果所示。此时  $\text{Al}_2\text{O}_3$  层厚度虽然增长至  $4.66\ \mu\text{m}$ ，但仅为 AS-TBC 同期 TGO 厚度的 81.33%。更重要的是，LR-TBC 经过 100 h 仍然没有出现混合氧化物，说明就整个试验过程而言，LR-TBC 比 AS-TBC 氧化速率更低，具有更好的抗高温氧化性能。

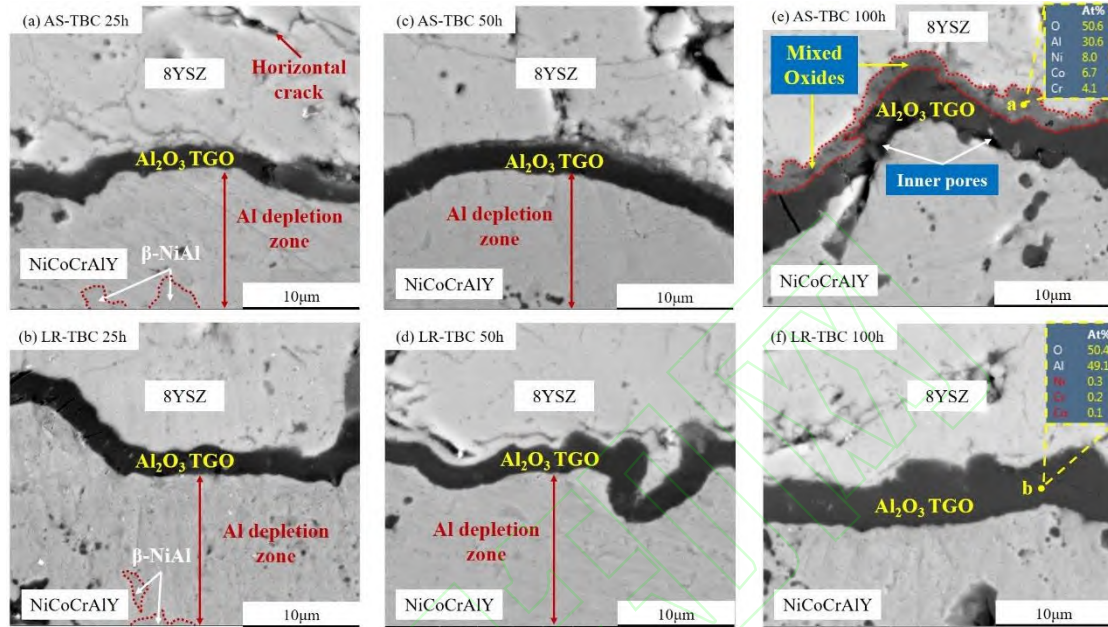


图6 AS-TBC与LR-TBC经过1100 °C不同氧化时间TGO区域的放大微观形貌 AS-TBC: (a) 25 h; (c) 50 h; (e) 100 h; LR-TBC: (b) 25 h; (d) 50 h; (f) 100 h

Fig. 6 Amplified TGO morphology of the AS-TBC and the LR-TBC after oxidized at 1100 °C for different time AS-TBC: (a) 25 h; (c) 50 h; (e) 100 h; LR-TBC: (b) 25 h; (d) 50 h; (f) 100 h

图 7 为经过 1100 °C 高温氧化 100 h 后 AS-TBC 与 LR-TBC 表面微观形貌。可以看到 AS-TBC 原有的表面孔洞等缺陷由于氧化过程中不断被氧气穿透，导致不同尺寸的裂纹非均匀分布在涂层表面，最宽处达到  $8.61\ \mu\text{m}$ ，如图 7 (a) 所示，而且 AS-TBC 原有的层状结构也在氧化过程中由于气体渗透与裂纹合并，呈现越发松散的状态，这都为氧气在 AS-TBC 的大流量传输、TGO 的迅速生长提供了必要条件。与此同时，LR-TBC 的表面经过 1100 °C 高温氧化 100 h 后，原有的网状裂纹在热应力作用下呈现裂纹闭合的状态，如图 7 (b) 所示，这就显著减少了氧气的渗透通道，使得 LR-TBC 能够保持较低的 TGO 生长速率。此外，长时间氧化导致 AS-TBC 与 LR-TBC 的 YSZ 层表面粗糙度相比氧化之前均有所增大，分别达到  $8.09\ \mu\text{m}$  (增幅 53.22%，AS-TBC) 与  $2.17\ \mu\text{m}$  (增幅 33.95%，LR-TBC)，如图 8 所示。显然较大的增幅进一步证明，AS-TBC 在整个试验过程中具有更高的氧化速率。

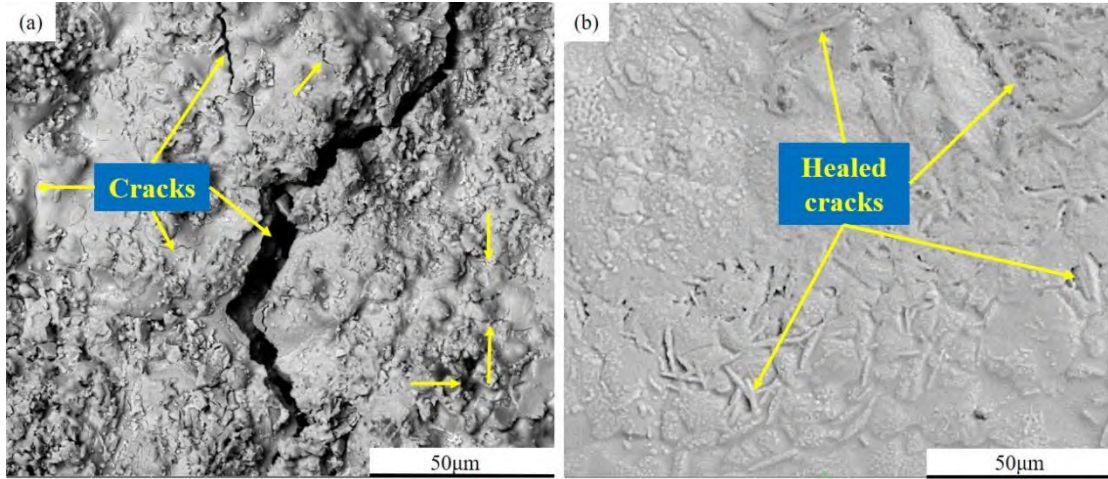


图7 经过1100 °C氧化100 h后AS-TBC与LR-TBC的YSZ层表面微观形貌 (a) AS-TBC; (b) LR-TBC

Fig. 7 Surface microstructural morphologies of YSZ coating in the AS-TBC and the LR-TBC after oxidized at 1100 °C for 100 h, respectively (a) AS-TBC; (b) LR-TBC

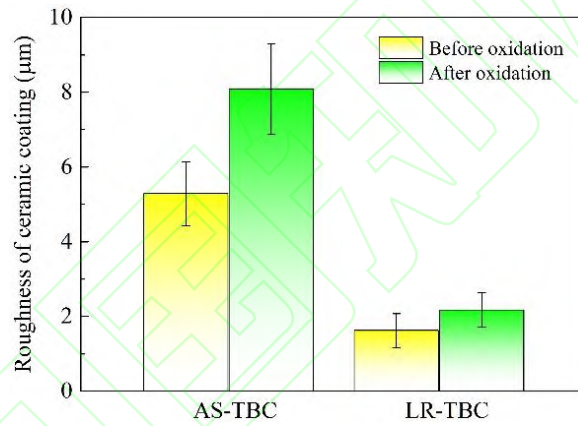


图8 氧化前后AS-TBC与LR-TBC的YSZ层表面粗糙度

Fig. 8 Surface roughness of YSZ coating in the AS-TBC and the LR-TBC before and after oxidation

### 3.3 AS-TBC 与 LR-TBC 的氧化动力学曲线

经过 1100 °C高温氧化 100 h, AS-TBC 与 LR-TBC 的单位面积氧化增重  $\Delta m$  计算如下:

$$\Delta m = (m_n - m_0) / S \quad (7)$$

其中,  $m_n$  为 TBC 试样经过不同氧化时间后的质量,  $m_0$  为该试样氧化前的原始质量,  $S$  为涂层覆盖面积。氧化增重数据构成包括涂层面积、未包覆面积与合金基体共同产生的氧化增重质量。

如图 9(a)所示, AS-TBC 与 LR-TBC 的单位面积氧化增重曲线符合抛物线氧化规律<sup>[45]</sup>。在初始氧化的 10 h, 网状裂纹与垂直裂纹使得氧气在 LR-TBC 的渗透能更加快速进入反应界面, LR-TBC 的氧化增重 ( $1.36 \text{ mg cm}^{-2}$ ) 远远高于 AS-TBC ( $0.97 \text{ mg cm}^{-2}$ )。当氧化试

验进入 10 h-25 h 之间时, LR-TBC 的网状裂纹与垂直裂纹通过缩小甚至闭合, 抑制了氧气渗透, 而且致密的重熔陶瓷层与较小的表面粗糙度也同时降低了氧化速率, 在此共同作用下, LR-TBC 这一时间段的增重显著减小; 但由于前 10 h 过高的增重基础, 氧化 25 h 时 LR-TBC 氧化增重 ( $1.49 \text{ mg cm}^{-2}$ ) 仍然略高于 AS-TBC ( $1.43 \text{ mg cm}^{-2}$ )。氧化至 50 h 时, 尽管两组 TBC 持续增重, 分别达到  $1.73 \text{ mg cm}^{-2}$  (AS-TBC) 与  $1.69 \text{ mg cm}^{-2}$  (LR-TBC), 但是致密的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  层阻碍了氧气与金属离子的快速扩散, 使得两组 TBC 的 TGO 增长速率较 10 h 与 25 h 都有所降低。最终, 氧化延长至 100 h 时, AS-TBC 与 LR-TBC 的增重分别达到  $2.42 \text{ mg cm}^{-2}$  与  $2.25 \text{ mg cm}^{-2}$ 。因此, LR-TBC 在整个氧化阶段表现出了更好的抗高温氧化性能。根据图 9(b) 所示的拟合结果可知, AS-TBC 与 LR-TBC 的抛物线氧化速率  $K_p$  分别为  $6.00 \times 10^{-2} \text{ mg}^2 \text{ cm}^{-4} \text{ h}^{-1}$  与  $5.46 \times 10^{-2} \text{ mg}^2 \text{ cm}^{-4} \text{ h}^{-1}$ , 即经过  $1100^\circ\text{C}$  高温氧化 100 h 后, 激光重熔处理使得 TBC 的抛物线氧化速率下降了 9.00%, 说明激光重熔 YSZ 陶瓷层表面是提高 TBC 抗高温氧化性能的有效途径。

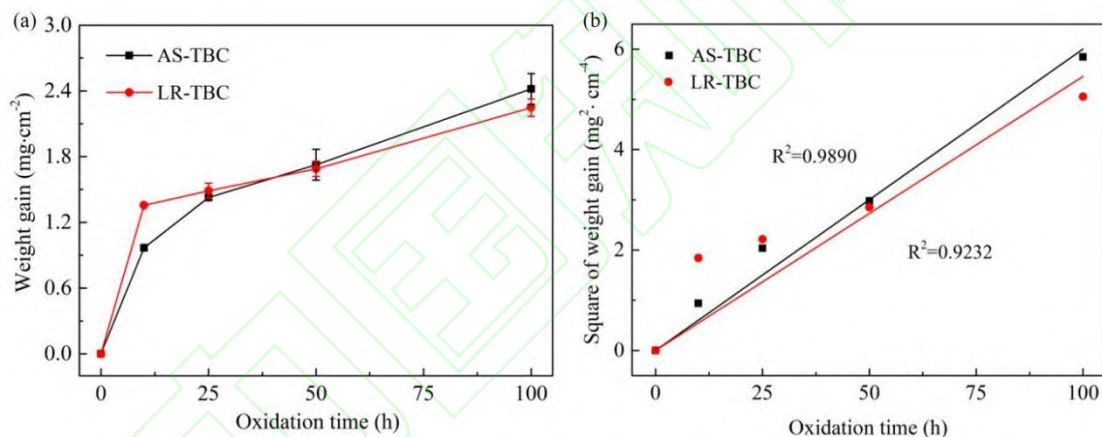


图9 AS-TBC与LR-TBC恒温氧化的动力学曲线 (a) AS-TBC与LR-TBC的氧化增重; (b) 拟合计算抛物线氧化速率常数 $K_p$

Fig. 9 Isothermal oxidation kinetics curves of (a) the weight change of the AS-TBC and the LR-TBC; (b) parabolic constants  $K_p$  fitting of the kinetic curves

## 4 结论

本文以 Inconel 738 基体, 采用 D-gun 制备 NiCoCrAlY 粘接层、APS 制备 YSZ 陶瓷层, 得到 AS-TBC; 再对 AS-TBC 的 YSZ 表面进行激光重熔处理, 得到 LR-TBC。随后同时对

两组 TBC 开展高温氧化试验 (1100 °C, 100 h), 研究了两组 TBC 微观结构的变化对氧气传输的影响规律, 分析了氧化过程中 TGO 的形成与生长机制, 得到如下结论:

1) AS-TBC 与 LR-TBC 的 TGO 厚度与单位面积氧化增重结果均随着氧化时间而呈现增长趋势。但是经过 100 h 的高温氧化, TGO 在 LR-TBC 中始终保持单一  $\text{Al}_2\text{O}_3$  层, 而在 AS-TBC 中则呈现上层为混合氧化物、下层为  $\text{Al}_2\text{O}_3$  的双层结构。LR-TBC 的抛物线氧化速率  $K_p$  ( $5.46 \times 10^{-2} \text{ mg}^2 \text{ cm}^{-4} \text{ h}^{-1}$ ) 相比 AS-TBC ( $6.00 \times 10^{-2} \text{ mg}^2 \text{ cm}^{-4} \text{ h}^{-1}$ ) 下降 9.00%。

2) 在激光重熔的作用下, LR-TBC 陶瓷层孔隙率与氧化前后的表面粗糙度都更低, 同时在重熔区域产生了网状裂纹与垂直裂纹。氧化前期, 因为这些裂纹为氧气的渗透提供了直接的通道, 所以 LR-TBC 氧化前 10 h 的 TGO 厚度与单位面积氧化增重都明显高于 AS-TBC。但是随着氧化时间的延长, LR-TBC 裂纹的逐渐缩小甚至闭合, 显著减少了氧气的渗透通道, 且更低的陶瓷层孔隙率与表面粗糙度都有利于降低氧化速率; 而与之相反, 由于原有喷涂表面氧化反应严重导致 AS-TBC 陶瓷层表面粗糙度增大, 且层状结构严重松散, 致使 AS-TBC 中氧气渗透通道随着氧化时间的延长而明显增多。最终氧化至 100 h 结束时, 呈现 LR-TBC 的 TGO 厚度与单位面积氧化增重都小于 AS-TBC 的结果。因此, 激光重熔能够为 TBC 陶瓷层提供较大的应变容限、较高的致密度与较小的表面粗糙度, 从而抑制氧气在涂层的渗透, 提升 TBC 的抗高温氧化性能。

## REFERENCES

- [1] 郭洪波, 宫声凯, 徐惠彬. 先进航空发动机热障涂层技术研究进展[J]. 中国材料进展, 2009, 28(9): 18-26.  
GUO Hong-bo, GONG Sheng-kai, XU Hui-bin. Progress in thermal barrier coatings for advanced aeroengines[J]. Materials China, 2009, 28(9): 18-26.
- [2] CAO Xue-qiang, VASSEN R, STOEVER D. Ceramic materials for thermal barrier coatings[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2004, 24(1): 1-10.
- [3] ZHANG Xiao-feng, NIU Shao-peng, DENG Zi-qian, et al. Preparation of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  nanowires on 7YSZ thermal barrier coatings against CMAS corrosion[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(11): 2362-2370.
- [4] 唐春华, 李广荣, 刘梅军, 等. 等离子喷涂  $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$  热障涂层高温烧结硬化行为[J]. 中国表面工程, 2020, 33(2): 119-126.

- TANG Chun-hua, LI Guang-rong, LIU Mei-jun, et al. Sintering-stiffening behavior of plasma sprayed  $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$  thermal barrier coatings during high temperature exposure[J]. *China Surface Engineering*, 2020, 33(2): 119-126.
- [5] 陶诗倩,李伟,杨加胜,等. 等离子体喷涂厚热障涂层的研究进展[J]. *硅酸盐学报*, 2021, 49(6): 1195–1205.
- TAO Shi-qian, LI Wei, YANG Jia-sheng, et al. Research progress of plasma sprayed thick thermal barrier coatings[J]. *Journal of The Chinese Ceramic Society*, 2021, 49(6): 1195–1205.
- [6] LIANG Pan-pan, DONG Shu-juan, ZENG Jin-yan, et al.  $\text{La}_2\text{Hf}_2\text{O}_7$  ceramics as potential top-coat materials for thermal/environmental barrier coatings[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(17): 22432–22436.
- [7] CHENG Bo, YANG Guan-jun, ZHANG Qiang, et al. Gradient thermal cyclic behaviour of  $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ /YSZ DCL-TBCs with equivalent thermal insulation performance[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2018, 38(4): 1888–1896.
- [8] WEI Qi, YIN Zhi-yong, LI Hui. Oxidation control in plasma spraying NiCrCoAlY coating[J]. *Applied Surface Science*, 2012, 258(12): 5094-5099.
- [9] HABABI M H, WANG Li, GUO S M. Evolution of hot corrosion resistance of YSZ,  $\text{Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ , and  $\text{Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7 + \text{YSZ}$  composite thermal barrier coatings in  $\text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{V}_2\text{O}_5$  at  $1050^\circ\text{C}$ [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2012, 32(8). 1635-1642.
- [10] DAROONPARVAR M, YAJID M A M, YUSOF N M, et al. Evaluation of Normal and Nanolayer Composite Thermal Barrier Coatings in Fused Vanadate-Sulfate Salts at  $1000^\circ\text{C}$ [J]. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2013, 2013(1): 790318.
- [11] EVANS A G, MUMM D R, HUTCHINSON J W, et al. Mechanism controlling the durability of thermal barrier coatings[J]. *Progress in Materials Science*, 2001, 46(5): 505-553.
- [12] WANG Xin, ZHEN Zhen, HUANG Guang-hong, et al. Thermal cycling of EB-PVD TBCs based on YSZ ceramic coat and diffusion aluminide bond coat[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 873: 159720.
- [13] VOURDAS N, MARATHONITI E, PANDIS P K, et al. Evaluation of  $\text{LaAlO}_3$  as top coat material for thermal barrier coatings[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28(8):1582-1592.

- [14] ZHANG Xiao-feng, ZHOU Ke-song, DONG Shu-juan, et al. Effect of Al-deposition on erosion resistance of plasma sprayed thermal barrier coating [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(8): 2587-2593.
- [15] DENG Wen, AN Yu-long, HOU Guo-liang, et al. Effect of substrate preheating treatment on the microstructure and ultrasonic cavitation erosion behavior of plasma-sprayed YSZ coatings[J]. Ultrasonics Sonochemistry, 2018, 46: 1-9.
- [16] 郭磊,高远,叶福兴,等. 航空发动机热障涂层的CMAS腐蚀行为与防护方法[J]. 金属学报, 2021, 57(9): 1184-1198.
- GUO Lei, GAO Yuan, YE Fu-xing, et al. CMAS corrosion behavior and protection methods of thermal barrier coatings for aeroengines[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2021, 57(9): 1184-1198.
- [17] AN Guo-sheng, LI Wen-sheng, FENG Li, et al. Isothermal oxidation and TGO growth behaviors of YAG/YSZ double-ceramic-layer thermal barrier coatings[J]. Ceramics International, 2021, 47(17): 24320–24330.
- [18] FOX A C, CLYNE T W. Oxygen transport by gas permeation through the zirconia layer in plasma sprayed thermal barrier coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2004, 184(2-3): 311-321.
- [19] 晋小超,侯成,吉新阔,等. 热障涂层系统损伤与断裂研究进展[J]. 中国材料进展, 2020, 39(11): 897-910.
- JIN Xiao-chao, HOU Chen, JI Xin-kuo, et al. Research progress on damage and fracture of thermal barrier coating system[J]. Progress in Materials in China, 2020, 39(11): 897-910.
- [20] YI Peng, ZHU Xiao-ye, JIANG Yong-liang, et al. Research of laser remelting on the thermal-mechanical behaviors and heat treatment of yttria-stabilized zirconia coatings[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2020,17(5): 2171-2181.
- [21] MORKS M F, BERNDT C C, DURANDET Y, et al. Microscopic observation of laser glazed yttria-stabilized zirconia coatings[J]. Applied Surface Science, 2010, 256(21): 6213-6218.
- [22] PAKSERESHT A H, KIMIAYI A, ALIZADEH M, et al. Microstructural study and hot corrosion behavior of bimodal thermal barrier coatings under laser heat treatment[J]. Ceramics International, 2020, 46 (11): 19217-19227.
- [23] FENG Yang, DONG Tian-shun, LI Guo-lu, et al. The roles of stress in the thermal shock



- failure of YSZ TBCs before and after laser remelting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 828: 154417.
- [24] GHASERMI R, SHOJA-RAZAVI R, MOZAFARINIA R, et al. Laser glazing of plasma-sprayed nanostructured yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings[J]. *Ceramics International*, 2013, 39(8): 9483-9490.
- [25] BATRAEV I S, ULIANITSKY V Y, DUDINA D V. Detonation spraying of copper: theoretical analysis and experimental studies[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2017, 4(11): 11346-11350.
- [26] 李秀燕,潘俊德. 金属基陶瓷涂层的制备和应用[J]. *国外金属热处理*, 2000, 21(5): 43-46.  
LI Xiu-yan, PAN Jun-dei. Preparation and application of metal-based ceramic coating[J]. *Heat Treatment of Metals Abroad*, 2000, 21(5): 43-46.
- [27] Bahamirian M, Hadavi S, Farvizi M, et al. Thermal durability of YSZ/Nanostructured  $Gd_2Zr_2O_7$  TBC undergoing thermal cycling [J]. *Oxidation of Metals*, 2019, 92(5-6): 401-421.
- [28] 凌锡祥,王玉璋,王星,等. 层状热障涂层孔隙微结构对其隔热性能影响的数值研究[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(2): 408-414.  
LING Xi-xiang, WANG Yu-zhang, WANG Xing, et al. Numerical study of effect of pore microstructure of layered thermal barrier coatings on thermal insulation performance[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(2): 408-414.
- [29] FENG Yang, DONG Tian-shun, LI Guo-lu, et al. High temperature oxidation resistance and TGO growth mechanism of laser remelted thermal barrier coatings[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 828: 154266.
- [30] ZHANG Pan-pan, ZHANG Xiao-feng, LI Fu-hai, et al. Hot corrosion behavior of YSZ thermal barrier coatings modified by laser remelting and Al deposition[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2019, 28(6): 1225-1238.
- [31] 李文生,张义,安国升,等. YAG/8YSZ双陶瓷热障涂层等温氧化性能研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2019, 48(12): 3961-3968.  
LI Wen-sheng, ZHANG Yi, AN Guo-sheng, et al. Isothermal oxidation properties of YAG/8YSZ double ceramic thermal barrier coatings[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2019, 48(12): 3961-3968.
- [32] 李文生,杨乐馨,安国升,等. LZO对热障涂层中粘结层氧化的抑制行为研究[J]. *稀有金属*

材料与工程, 2019, 48(11): 3527-3534.

LI Wen-sheng, Yang Le-xin, AN Guo-sheng, et al. Inhibition behavior of LZO on the oxidation of bond-coat in thermal barrier coatings[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(11): 3527-3534.

[33] CAI Jie, YAO Yi-ming, GAO Cheng-zuan, et al. Comparison of microstructure and oxidation behavior of NiCoCrAlYSi laser cladding coating before and after high-current pulsed electron beam modification[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 881: 160651.

[34] DOLEKER K M, OZGURLUK Y, KARAOGLANLI A C. TGO growth and kinetic study of single and double layered TBC systems[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 415: 127135.

[35] JIANG Peng, YANG Liu-yu, SUN Yong-le, et al. Nondestructive measurements of residual stress in air plasma-sprayed thermal barrier coatings[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2021, 104(3): 1455-1464.

[36] 刘跃专. 氧化对热障涂层微观力学性能和界面微结构的影响[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2016.

LIU Yue-zhuan. Effect of oxidation on micromechanical properties and interfacial microstructure of thermal barrier coatings[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2016.

[37] SHI Jia-qi, ZHANG Tie-bang, SUN Bing, et al. Isothermal oxidation and TGO growth behavior of NiCoCrAlY-YSZ thermal barrier coatings on a Ni-based superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 844: 156093.

[38] LIU Yue-zhuan, HU Xiao-bing. Segregation and microstructural evolution at interfaces of atmospheric plasma sprayed thermal barrier coatings during thermal cycling[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 819: 153026.

[39] LUO Li-rong, SHAN Xiao, ZOU Zhong-hua, et al. A High Performance NiCoCrAlY Bond Coat Manufactured Using Laser Powder Deposition[J]. Corrosion Science, 2017, 126: 356-365.

[40] GUO Lei, XIN Hui, ZHANG Zhao, et al. Microstructure modification of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> stabilized ZrO<sub>2</sub> thermal barrier coatings by laser glazing and the effects on the hot corrosion resistance[J]. Journal of Advance Ceramics, 2020, 9(2): 232-242.

- [41] LIU Yue-zhuan, ZHENG Shi-jian, ZHU Yin-lian, et al. Microstructural evolution at interfaces of thermal barrier coatings during isothermal oxidation[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2016, 36(7): 1765-1774.
- [42] HU Yao, CAI Can-ying, WANG Yan-guo, et al. YSZ/NiCrAlY interface oxidation of APS thermal barrier coatings[J]. Corrosion Science, 2018, 142: 22-30.
- [43] 余春堂. 热障涂层体系金属粘接层界面失效及改性机理研究[D].合肥: 中国科学技术大学, 2019.
- YU Chun-tang. Research on the interface failure and modification mechanism of the metal bonding layer of the thermal barrier coating system[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2019.
- [44] STRINGER J. Stress generation and relief in growing oxide films[J]. Corrosion Science, 1970, 10(7): 513-543.
- [45] DAROONPARVAR M, YAJID M, KAY C M, et al. Effects of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> diffusion barrier layer (including Y-containing small oxide precipitates) and nanostructured YSZ top coat on the oxidation behavior of HVOF NiCoCrAlTaY/APS YSZ coatings at 1100 °C[J]. Corrosion Science, 2018, 144: 13-34.

## **TGO growth behaviors and high-temperature oxidation resistance mechanism of thermal barrier coating after laser remelting**

AN Guo-sheng<sup>1,2</sup>, LI Wen-sheng<sup>1,2</sup>, FENG Li<sup>1,2</sup>, CHENG Bo<sup>1,2</sup>, LI Zi-yu<sup>2</sup>,  
ZHOU Lan<sup>3</sup>, WANG Zhi-ping<sup>2</sup>

- (1. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou, 730050, China;
2. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metal, Lanzhou University of Technology, Lanzhou, 730050, China;
3. School of Mechatronics Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou, 730050, China)

**Abstract:** Laser remelting is an effective way to improve ceramic coating compactness of thermal barrier coatings (TBC) and further decrease the channels of oxygen permeation. In this study, the TBC ceramic coating surface was modified by laser remelting, then isothermal oxidation tests were performed at 1100 °C to investigate the influence law of remelted layer on thermally grown oxide (TGO) of TBC, and clarify the mechanism of laser remelting on improving the TBC high-temperature oxidation resistance. Results showed that TGO thickness and oxidation weight gain of the as-sprayed (AS) and the laser remelted (LR) TBC increased with the increasing of isothermal oxidation time. The remelted layer eliminated part of sprayed defects, decreased the surface roughness of ceramic coating, and reduced the contact area between oxygen and TBC. The laser remelted ceramic coating with high compactness was beneficial to splats healing, and the cracks in the remelted layer improved the strain tolerance of the LR-TBC by narrowing and even healing. Thus, the permeated behaviors of oxygen through splats and cracks to bond coating were inhibited in the LR-TBC, and the TGO growth was postponed at the middle and final oxidation steps. That was contributed to TGO structure of the LR-TBC keep the single Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> layer until the end of test. Ultimately, the parabolic oxidation rate ( $K_p$ ) of the LR-TBC was decreased by 9.00% compared with that of the AS-TBC.

**Key words:** laser remelting; thermal barrier coating; thermally grown oxide; high-temperature oxidation

---

**Foundation item:** Project (2016YFE0111400) supported by the International Science and Technology Cooperation Projects of National Key R&D Programs; Project (2017DO1003) supported by the Science and Technology International Cooperation Demonstrative Base of Metal Surface Engineering along the Silk Road; Projects (51901093,52075234) supported by the National Natural Science Foundation of China

**Corresponding author:** Li Wen-sheng; Tel: +86-931-2976706; E-mail : liws@lut.edu.cn